

**В. В. Лобачев<sup>1\*</sup>, А. А. Кищик<sup>2\*</sup>**

<sup>1</sup>НИТУ «МИСиС», кафедра «МЦМ», г. Москва

<sup>2</sup>НИТУ «МИСиС», кафедра «МЦМ», г. Москва

\*LOBACHEV@yandex.ru, \*aza-357@rambler.ru

Научный руководитель – доц., канд. техн. наук А. В. Михайловская

## ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ГОМОГЕНИЗАЦИИ НА ПОКАЗАТЕЛИ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ СПЛАВА СИСТЕМЫ Al–Mg

Методами световой микроскопии, механических испытаний исследовано влияние 4 различных режимов гомогенизационного отжига на структуру и показатели сверхпластичности сплава системы Al–Mg, легированного эвтектикообразующими переходными металлами, с добавкой скандия. Выбран оптимальный режим гомогенизации сплава для обеспечения высоких показателей сверхпластичности.

*Ключевые слова:* Al–Mg сплавы, гомогенизация, размер зерна, сверхпластичность.

**V. V. Lobachev, A. A. Kishhik**

## INFLUENCE THE MODE OF HOMOGENIZATION ON INDICATORS SUPERPLASTICITY IN ALLOY AL–MG SYSTEM

Methods of light microscopy, mechanical tests have investigated influence of 4 various modes of homogenizing on structure and indicators of superplasticity of the alloy of the Al–Mg system alloyed by transitional metals with scandium additive. The optimum mode of homogenization of alloy for providing high rates of superplasticity is chosen.

*Keywords:* Al–Mg alloys, homogenization, grain size, superplasticity.

Сплавы системы Al–Mg, обладая хорошей прочностью, повышенной пластичностью и высокой коррозионной стойкостью, являются одними из наиболее перспективных и недорогостоящих конструкционных материалов. В настоящий момент промышленные магниевые сплавы проявляют сверхпластичность при малых скоростях, не выше  $(1 \times 10^{-3}) \text{ с}^{-1}$ , также их производство является довольно энергоемким (требуется дополнительные отжики листов, значительные степени холодной деформации, противодавление при формовке). Требуется сплавы со скоростями сверхпластичности порядка  $(1 \times 10^{-2}) \text{ с}^{-1}$ , что приведет к существенному увеличению производительности методом формовки.

Для алюминиевых сплавов с добавками Mg и Ni, схожих с исследуемым, применяется двухступенчатый гомогенизационный отжиг. Первая ступень – при температуре 430–450 °С в течение 3–5 часов для

устранения дендритной ликвации, растворения неравновесных фаз кристаллизационного происхождения и выделения частиц дисперсоидов переходных металлов. В ходе второй ступени при температуре 500 °С в течение 3 часов частицы равновесной эвтектической фазы, расположенные по границам дендритных ячеек, фрагментируются и сфероидизируются. Основная задача таких частиц – обеспечить увеличение скорости зарождения центров при рекристаллизации: благодаря повышенной плотности дислокаций, образующейся при деформации в локальных местах около твердых частиц. Таким образом, частицы стимулируют зарождение центров новых зерен и формируется более дисперсная зеренная структура. Однако в исследуемом сплаве присутствует добавка скандия, которая приводит к тому, что частицы интерметаллида  $\text{Al}_3\text{Sc}$ , выделяющиеся при кристаллизации, оказывают сильное модифицирующее действие и способствуют образованию недендритной структуры слитка после литья. В листах скандий выделяется в виде мелкодисперсных вторичных интерметаллидов, имеющих кристаллическую структуру, по типу и параметрам близкую к решетке алюминия. Эти выделения затрудняют рекристаллизацию структуры полуфабрикатов после деформации, способствуют измельчению субзеренной структуры нерекристаллизованной матрицы, а также оказывают непосредственное дисперсионное упрочнение. Но по данным работы [1] в процессе выдержки сплава  $\text{Al}-\text{Sc}$  при повышенных температурах дисперсный интерметаллид теряет когерентность с матрицей и начинает коагулировать, образуя более крупные частицы, что приводит к ускорению процессов рекристаллизации. Потеря когерентности и коагуляция дисперсной упрочняющей фазы приводит к необратимому снижению механических характеристик сплава. Таким образом, необходимо подобрать режим гомогенизации, который позволит сфероидизировать частицы эвтектической фазы, но при этом не приведет к коагуляции частиц интерметаллида.

Сплав был получен литьем в медную водоохлаждаемую изложницу со скоростью охлаждения 15 К/с. Затем полученный слиток сплава «1» был разделен на четыре части, для того чтобы опробовать 4 различных режима гомогенизации:

«11» – двухступенчатый гомогенизационный отжиг, первая ступень – 430 °С в течение 5 часов, вторая ступень 500 °С в течение 3 часов;

«12» – двухступенчатый гомогенизационный отжиг, первая ступень – 400 °С в течение 5 часов, вторая – 470 °С в течение 3 часов;

«13» – отжиг при температуре 400 °С в течение 12 часов;

«14» – температура 400 °С в течение 24 часов.

Затем получали листы по следующему режиму: горячая прокатка при 400–420 °С с 18 мм до 8 мм, холодная прокатка с 8 мм до 3 мм, высокотемпературный отжиг 500 °С в течение 5 минут, холодная прокатка

с 3 мм до 1,2 мм. Полученные листовые полуфабрикаты толщиной 1,2 мм были подвергнуты отжигу при температуре 540 °С в течение 20 минут, имитирующему нагрев перед сверхпластической деформацией. Зеренная структура сплавов после такого отжига приведена на рис. 1. Средний размер зерна в листах, полученных по режиму «11», равен 8,5 мкм, в остальных трех режимах – структура частично нерекристаллизованная.

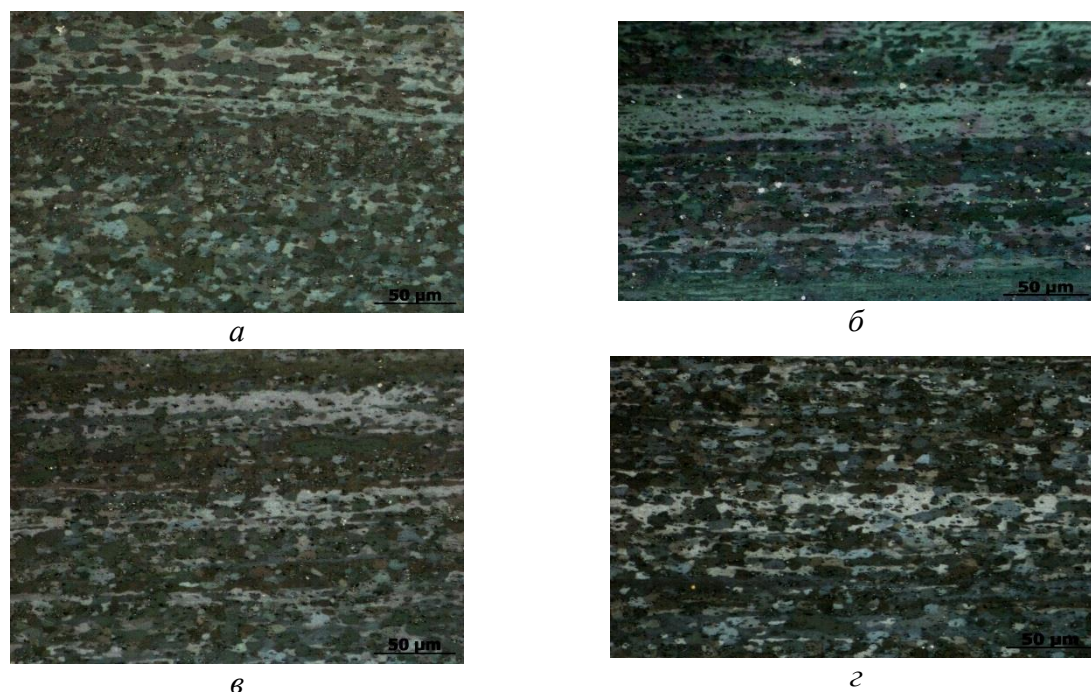


Рис. 1. Микроструктуры листов сплава «1» толщиной 1,2 мм после 20 минут отжига при 540 °С:  
*a* – 41; *б* – 42; *в* – 43; *г* – 44

Из всех полученных листов были подготовлены образцы и проведены испытания для определения показателей сверхпластичности. На рис. 2–4 показаны результаты испытаний на сверхпластическую деформацию с постоянной скоростью деформации ( $1 \times 10^{-2}$ ) с<sup>-1</sup> и температурах 500 °С, 540 °С.

Режим гомогенизации оказывает значительное влияние на показатели сверхпластичности листов толщиной 1,2 мм. Наибольшее удлинение показал режим «12», что позволяет сделать предположение о том, что при понижении температуры каждой ступени на 30 °С сохранившиеся частицы интерметаллида  $Al_3Sc$  не коагулируют (или коагуляция проходит незначительно), а частицы эвтектической фазы сфероидизируются.

Таким образом, для обеспечения высоких показателей сверхпластичности для исследуемого сплава оптимальна двухступенчатая гомогенизация 400 °С – 5 ч, 470 °С – 3 ч. Листы, полученные по данному

режиму, показали удлинение около 620 % при постоянной скорости деформации  $(1 \times 10^{-2}) \text{ c}^{-1}$  и температуре 540 °С.

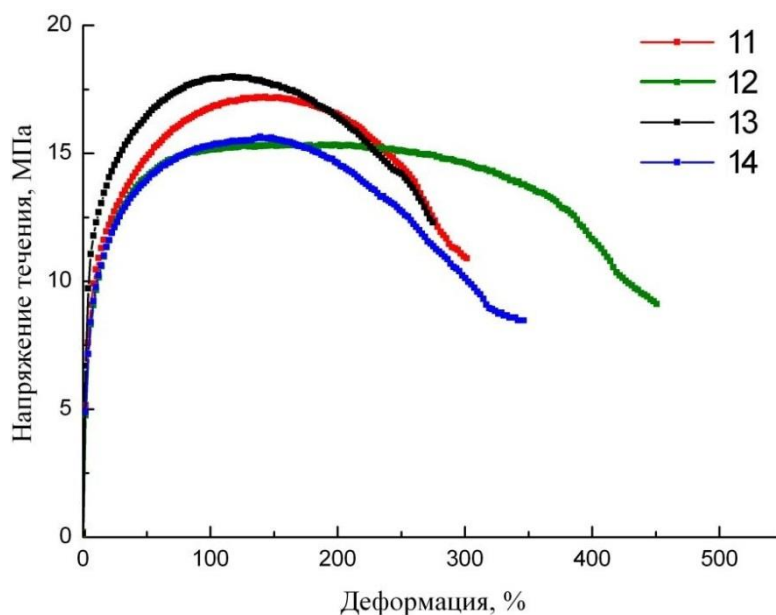


Рис. 2. Зависимость напряжения течения от деформации при постоянной скорости деформации  $(1 \times 10^{-2}) \text{ c}^{-1}$  для листов сплава «1» при температуре 500 °С

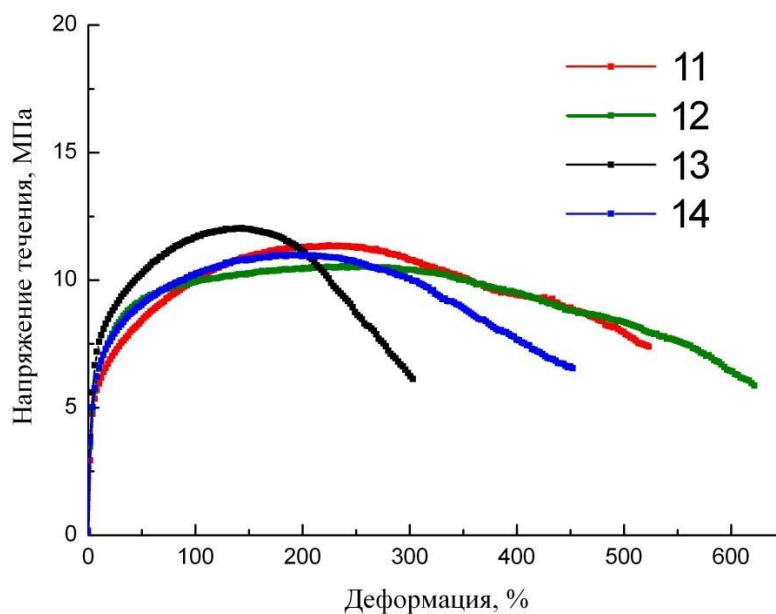


Рис. 3. Зависимость напряжения течения от деформации при постоянной скорости деформации  $(1 \times 10^{-2}) \text{ c}^{-1}$  для листов сплава «1» при температуре 540 °С

1. Филатов Ю.А. Деформируемые сплавы на основе системы AlMg–Sc // Металловедение и термическая обработка металлов. 1996. № 6. С.33–36.